



①⑨ BUNDESREPUBLIK
DEUTSCHLAND



DEUTSCHES
PATENTAMT

①② **Offenlegungsschrift**
①⑩ **DE 41 24 704 A 1**

⑤① Int. Cl.⁵:
C 22 C 38/22
C 22 C 38/24
// B60B 35/00, F16J
7/00, E02F 9/00

②① Aktenzeichen: P 41 24 704.3
②② Anmeldetag: 25. 7. 91
②③ Offenlegungstag: 30. 1. 92

DE 41 24 704 A 1

③⑩ Unionspriorität: ③② ③③ ③①
27.07.90 JP 199673/90 28.09.90 JP 262588/90

⑦① Anmelder:
Aichi Steel Works, Ltd., Tokai, Aichi, JP

⑦④ Vertreter:
Kramer, R., Dipl.-Ing.; Weser, W., Dipl.-Phys.
Dr.rer.nat.; Hoffmann, E., Dipl.-Ing., 8000 München;
Blumbach, P., Dipl.-Ing.; Zwirner, G., Dipl.-Ing.
Dipl.-Wirtsch.-Ing., Pat.-Anwälte, 6200 Wiesbaden

⑦② Erfinder:
Iwama, Naoki, Chita, Aichi, JP; Nomura, Ichie,
Ichinomiya, Aichi, JP

⑤④ Warmverformter, unvergüteter Stahl

⑤⑦ Ein warmverformter, unvergüteter Stahl, der keine Wärmebehandlung benötigt, liefert dennoch eine hohe statische Festigkeit, Zähigkeit und Dauerfestigkeit, indem nach dem Warmverformungsprozeß nur mit Luft gekühlt wird. Die Hauptbestandteile in Gew.-% sind: 0,10 bis 0,30% C, 0,05 bis 0,50% Si, 0,80 bis 2,00% Mn, 0,30 bis 1,50% Cr, 0,05 bis 0,50% Mo, 0,002 bis 0,060% Al, 0,05 bis 0,50% V, 0,008 bis 0,020% N, Rest Fe und unvermeidbare Verunreinigungen, wobei die Anteile einiger Elemente die folgenden Bedingungen erfüllen sollen,
 $\% \text{ Mo} + \% \text{ V} \geq 0,20 (\%)$,
 $1,8 \times \% \text{ Mn} + \% \text{ Cr} + 0,5 \times \% \text{ Mo} \leq 20 \times \% \text{ C}$, und
 $\text{Bs} \geq 550 (^\circ\text{C})$,
wobei Bs die Bainit-Umwandlungstemperatur wiedergibt und durch $\text{Bs} = 830 - 270 \times \text{C} \% - 90 \times \text{Mn} \% - 70 \times \text{Cr} \% - 83 \times \text{Mo} \%$ bestimmt wird. Da die mechanischen Eigenschaften durch Luftkühlung erhalten werden, sind sie stabil, weitgehend unabhängig von der Größe der verformten Gegenstände und den Verformungsbedingungen. Der warmverformte, unvergütete Stahl ist besonders geeignet für die Verwendung in Fahrgestellteilen von Kraftfahrzeugen und hydraulischen Teilen für Baumaschinen.

DE 41 24 704 A 1

Beschreibung

Die vorliegende Erfindung bezieht sich auf einen unvergüteten, d. h. nicht wärmebehandelten Stahl, der im wesentlichen für warmgeschmiedete (warmverformte) Bauteile verwendet wird.

Fahrgestellteile von Kraftfahrzeugen, wie z. B. ein Achsschenkel und die oberen Arme einer Aufhängung, und hydraulische Teile von Baumaschinen, wie z. B. ein Kolbenstangenende, benötigen sowohl eine große Zähigkeit als auch eine große Festigkeit. Um solche mechanischen Anforderungen zu erfüllen, werden solche Bauteile herkömmlicherweise aus Stählen mit mittlerem Kohlenstoffgehalt (mittelgeköhlten Stählen), wie z. B. JIS-S43C, S45C, S48C, usw. (etwa entsprechend den SAE 1042, 1045, 1049 Stählen) hergestellt, und nach der Warmverformung thermisch behandelt; d. h., erhitzt, abgeschreckt (gehärtet) und wieder erwärmt zum Anlassen. Die Wärmebehandlung muß sorgfältig ausgeführt werden, denn diese Stähle können ohne geeignete Wärmebehandlung nicht die richtigen Kennwerte besitzen.

Ein Problem bei den herkömmlichen wärmebehandelten Stählen mit mittlerem Kohlenstoffgehalt ist, daß eine vollständige Wärmebehandlung bei Teilen mit einer großen Masse (oder einem großen Querschnitt) unmöglich ist; Teile mit einer Querschnittsfläche größer als 10.000 mm² können nicht vollständig bis zum Kern abgeschreckt (durchgehärtet) werden. Folglich kann weder eine hohe Festigkeit noch eine hohe Zähigkeit bei solchen großen Teilen erhalten werden.

Ein weiteres und ernsteres Problem bei wärmebehandelten Stählen ist, daß die Wärmebehandlung eine große Menge Energie verbraucht. Das Bestreben nach geringerem Energieverbrauch hat die Entwicklung von sogenannten nicht vergüteten Stählen vorangetrieben, die die für solche Teile erforderlichen mechanischen Eigenschaften liefern, indem sie nach der Warmverformung nur mit Luft gekühlt werden. Ein typischer nicht vergüteter Stahl ist ein mittelgeköhlter Stahl mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,20 bis 0,50% und einem Vanadiumgehalt von 0,03 bis 0,20%. Wenn der Stahl nach der Warmverformung luftgeköhlt wird, scheiden feine Carbonnitride von Vanadium in der Ferrit-Matrix aus, wodurch die Ferrit-Matrix ohne spätere Wärmebehandlung ihre Festigkeit erhält.

Die bekannten unvergüteten Stähle haben eine Festigkeit, die mit der von wärmebehandelten Stählen mit mittlerem Kohlenstoffgehalt vergleichbar ist. Jedoch ist ihre Zähigkeit nicht mit der von wärmebehandelten Stählen vergleichbar, weil ihre Mikrostruktur aus grobem Ferrit-Perlit besteht, wenn sie nach der Warmverformung luftgeköhlt werden. Ein weiteres Problem der bekannten unvergüteten Stähle ist, daß die Anforderung an die Warmverformungsbedingungen (z. B. Erwärmungstemperatur vor dem Verformen, Verformungstemperatur, Abkühlgeschwindigkeit nach der Verformung usw.) sehr streng eingehalten werden müssen, um geeignete mechanische Eigenschaften zu erhalten. Folglich sind langwierige vorbereitende Versuche unvermeidlich, um geeignete Verformungsbedingungen festzusetzen, und wenn die Verformung beginnt, müssen die Verformungsbedingungen von Zeit zu Zeit sorgfältig kontrolliert werden.

Eine weitere Entwicklung auf diesem Gebiet ist ein kohlenstoffarmer bainitischer unvergüteter Stahl. Er weist eine hohe Zähigkeit auf, aber sein Streckgrenzenverhältnis und sein Dauerfestigkeitsverhältnis (d. h., das Verhältnis von Dauergeschwindigkeit zu Zugfestigkeit) sind niedrig, so daß ein Stahl mit hoher Festigkeit benutzt werden muß, um eine hinreichende Streckgrenzenfestigkeit und Dauerfestigkeit zu erhalten. Die hohe Festigkeit führt natürlich zu einer geringeren Verformbarkeit und Bearbeitbarkeit, was die Verwendung des Stahls für solche Teile wie oben beschrieben behindert.

Durch intensive Forschung auf dem Gebiet der unvergüteten Stähle, insbesondere der bainitischen unvergüteten Stähle, wurde im Rahmen der vorliegenden Erfindung herausgefunden, daß das niedrige Streckgrenzenverhältnis und das niedrige Dauerfestigkeitsverhältnis des bainitischen unvergüteten Stahles verursacht wird durch:

- a) kohlenstoffreichen Martensit und einen Rest an nicht umgewandelten Austenitkörnern, die in der Bainit-Matrix verstreut sind (im folgenden als M-A bezeichnet), und
- b) die Restumwandlungsverzerrung in der Mikrostruktur aufgrund der niedrigen Umwandlungstemperatur.

Die Erfinder haben eine Formel für die chemischen Hauptkomponenten (d. h., C, Mn, Cr, Mo) des bainitischen Stahles eingeführt, die die Umwandlungstemperatur B_s ausdrückt. Der Betrag von M-A und der Umwandlungsverzerrung kann durch Beschränken der unteren Grenze der Umwandlungstemperatur auf einen bestimmten Wert vermindert werden, d. h., durch Beschränken der Gehalte an verschiedenen Elementen, die in der Formel auftreten, wodurch das Streckgrenzenverhältnis und das Dauerfestigkeitsverhältnis verbessert werden.

Ferner wurde herausgefunden, daß die Zähigkeit durch Hinzufügen von Mo und V, das sehr feine Bainitadeln erzeugt, beachtlich verbessert wird.

Es ist allgemein bekannt, daß feinere (austenitische) Körner eine höhere Zähigkeit herbeiführen. Die Erfinder haben erkannt, daß für Ti enthaltende Stähle eine geeignete Beschränkung an Al, Ti und N-Gehalten die Körngröße verringert und die Zähigkeit weiter verbessert.

Aufgrund der genannten Erkenntnisse wurde der unvergütete Stahl der vorliegenden Erfindung entwickelt. Die grundlegende und erste Ausführungsform der vorliegenden Erfindung ist ein unvergüteter Stahl zur Warmverformung, der im wesentlichen enthält (in Gew.-%): 0,10 bis 0,30% C, 0,05 bis 0,50% Si, 0,80 bis 2,00% Mn, 0,30 bis 1,50% Cr, 0,05 bis 0,50% Mo, 0,002 bis 0,060% Al, 0,05 bis 0,50% V, 0,008 bis 0,020% N, Rest Fe und unvermeidbare Verunreinigungen. Die Gewichtsprozentage einiger der Elemente sollten die folgenden Formeln erfüllen:

$$\begin{aligned} \%Mo + \%V &\geq 0,20(\%), \\ 1,8 \times \%Mn + \%Cr + 0,5 \times \%Mo &\leq 20 \times \%C, \text{ und} \end{aligned}$$

DE 41 24 704 A1

Bs $\geq 550(^{\circ}\text{C})$, wobei

Bs = $830 - 270 \times \%C - 90 \times \%Mn - 70 \times \%Cr - 83 \times \%Mo$, ist.

Die zweite Ausführungsform der Erfindung betrifft eine verbesserte Verarbeitbarkeit wobei in dem Stahl nach der ersten Ausführungsform ferner zumindest ein Element aus der Gruppe von 0,04 bis 0,12% S, 0,05 bis 0,30% Pb und 0,0005 bis 0,01% Ca enthalten ist. 5

Die dritte und vierte Ausführungsform der vorliegenden Erfindung betreffen Stähle, die ferner 0,005 bis 0,030% Ti und/oder 0,01 bis 0,30% Nb ergänzend zu der ersten und zweiten Ausführungsform umfassen, um ein feineres Korn zu erzeugen und die Zähigkeit zu verbessern.

Die fünfte und sechste Ausführungsform der vorliegenden Erfindung weist einen eingeschränkteren Bereich von Al, Ti und N auf, um ein sehr viel feineres Korn zu erzeugen und eine höhere Zähigkeit zu erhalten. Dazu werden die folgenden Formeln erfüllt: 10

$\%Al/27 < \%N/14$, und

$\%Ti/\%N < 1,4$. 15

Im folgenden wird begründet, warum der Bereich der Anteile und die oben angegebenen Formeln so festgelegt worden sind.

C: 0,10 bis 0,30 Gew.-% 20

Kohlenstoff soll zumindest mit 0,10 Gew.-% enthalten sein, um für solche mechanischen Teile, wie oben beschrieben, eine ausreichende Festigkeit zu erzeugen. Ein Kohlenstoffgehalt über 0,30 Gew.-% verschlechtert die Zähigkeit der Stähle. Die bevorzugte Obergrenze ist 0,28 Gew.-%.

Si: 0,05 bis 0,50 Gew.-% 25

Silicium soll zumindest mit 0,05 Gew.-% enthalten sein, um als Desoxidationsmittel bei der Stahlerzeugung wirksam zu sein. Ein Siliciumgehalt über 0,05 Gew.-% verschlechtert aber ebenfalls die Zähigkeit der Stähle.

Mn: 0,80 bis 2,00 Gew.-% 30

Mangan ist eines der wichtigen Elemente, um eine ausreichende Härtebarkeit zu erhalten, und die bainitische Mikrostruktur durch die Luftkühlung nach dem Schmieden bzw. Verformungsvorgang zu erzeugen. Ein Mangan-gehalt von weniger als 0,80 Gew.-% kann eine hinreichende bainitische Mikrostruktur erzeugen und es wird weder eine ausreichende Festigkeit noch eine ausreichende Zähigkeit erhalten. Wenn aber der Mangan-Gehalt 2,00 Gew.-% überschreitet, wird die Härtebarkeit zu sehr gesteigert, und M-A taucht in der Mikrostruktur auf, was zu einem geringeren Streckgrenzen- und Dauerfestigkeitsverhältnis führt. 35

Cr: 0,30 bis 1,50 Gew.-% 40

Chrom erzeugt ebenfalls eine bainitische Mikrostruktur. Ein Chromgehalt von weniger als 0,30 Gew.-% kann eine ausreichende bainitische Mikrostruktur erzeugen, wie sie durch die Erfindung gefordert wird. Ein Chromgehalt über 1,50 Gew.-% erzeugt aber ebenfalls eine M-A Mikrostruktur und verschlechtert das Streckgrenzen- und Dauerfestigkeitsverhältnis. Die bevorzugte untere Grenze des Chromgehaltes liegt bei 0,35 Gew.-%. 45

Mo: 0,05 bis 0,50 Gew.-%

Molybdän macht, neben der Erzeugung einer bainitischen Mikrostruktur, die Bainitnadeln (Bainitlatten) feiner und verbessert die Zähigkeit. Ein Molybdän-Gehalt von weniger als 0,05 Gew.-% ist für diesen Zweck unzureichend, diese Wirkung ist aber auch durch ein Molybdän-Gehalt von über 0,50 Gew.-% nicht mehr verbesserbar. Die übermäßige Hinzugabe von Molybdän steigert nur die Legierungskosten und erzeugt ebenfalls M-A, wobei das Streckgrenzen- und Dauerfestigkeitsverhältnis verringert werden. Die bevorzugte untere Grenze liegt bei 0,08 Gew.-%. 50

Al: 0,002 bis 0,060 Gew.-% 55

Aluminium ist ein starkes Desoxidationsmittel in der Stahlerzeugung und ein Aluminiumgehalt von zumindest 0,002 Gew.-% ist für diesen Zweck erforderlich. Der Desoxidationseffekt ist aber durch einen Aluminiumgehalt über 0,060 Gew.-% nicht mehr steigerbar und ein übermäßiger Aluminiumgehalt verschlechtert die Bearbeitbarkeit. 60

V: 0,05 bis 0,50 Gew.-%

Vanadium hat eine starke Affinität zu Kohlenstoff und Stickstoff und erzeugt feine, Vanadium-Carbonnitrid-Ausscheidungen im Stahl. Wenn beim Kühlen des Stahles primär Ferrit ausscheidet, verfestigen die feinen Vanadium-Carbonitrid-Ausscheidungen den Ferrit und verfeinern die Bainitnadeln, wobei die Zähigkeit des Stahls verbessert wird. Einem Vanadium-Gehalt von weniger als 0,05 Gew.-% mangelt es an einer solchen 65

DE 41 24 704 A1

Wirkung, bei einem Gehalt von über 0,50 Gew.-% wird hingegen die Wirkung nicht mehr verbessert, sondern es steigen nur die Legierungskosten.

N: 0,008 bis 0,020 Gew.-%

Stickstoff hat eine starke Affinität zu Aluminium, Niob und Titan. Feine Carbonnitride dieser Elemente scheiden im Stahl aus, und verankern die Austenit-Korngrenzen, wobei sie ein feines Korn erzeugen und die Zähigkeit des Stahls verbessern. Ein Stickstoffgehalt von nicht weniger als 0,008 Gew.-% ist notwendig, um einen solchen Effekt zu erzielen, aber ein Gehalt von über 0,020 Gew.-% verschlechtert die Zähigkeit wieder.

$\%Mo + \%V \geq 0,20(\%)$

Wenn Molybdän und Vanadium zusammen vorliegen, verzögern sie die Diffusion von Kohlenstoff im Stahl und verhindern das Wachstum der Bainitnadeln, wobei diese feiner werden. Ein solcher Effekt wird nicht erhalten, wenn der Gehalt an $(\%Mo + \%V)$ weniger als 0,20(%) beträgt.

$1,8 \times \%Mn + \%Cr + 0,5 \times \%Mo \leq 20 \times \%C$

Diese Formel ist eine notwendige Bedingung um den Betrag von M-A in der bainitischen Mikrostruktur auf weniger als 1% zu drücken und die Zementit-Ausscheidungen zu verfeinern. Wenn Mangan, Chrom und Molybdän im Übermaß enthalten sind, so daß $1,8 \times \%Mn + \%Cr + 0,5 \times \%Mo > 20 C$ dabei herauskommt, verringert sich die Menge an Zementit-Ausscheidungen während sich die der M-A-Ausscheidungen erhöht, wodurch das Streckgrenzen- und Dauerfestigkeitsverhältnis abnimmt.

$Bs \geq 550^\circ C$,
wobei $Bs = 830 - 270 \times \%C - 90 \times \%Mn - 70 \times \%Cr - 83 \times \%Mo$ ist.

Bs gibt die Anfangstemperatur der Bainitumwandlung wieder. Je mehr Bs ansteigt, desto kleiner wird die Umwandlungsverzerrung und umgekehrt. Wie oben beschrieben, verringert die Umwandlungsverzerrung das Streckgrenzen- und Dauerfestigkeitsverhältnis. Es ist offensichtlich, daß der Betrag der Umwandlungsverzerrung beachtlich ansteigt, wenn Bs unter $550^\circ C$ fällt und das Streckgrenzen- und Dauerfestigkeitsverhältnis sich stark verringert.

S: 0,04 bis 0,12 Gew.-%, Pb: 0,05 bis 0,30 Gew.-%,
Ca: 0,0005 bis 0,01 Gew.-%

Schwefel, Blei und Calcium verbessern die Bearbeitbarkeit von Stählen. Folglich werden sie hinzugefügt, wenn mit der vorliegenden Erfindung auch eine bessere Bearbeitbarkeit gefordert wird. Um eine solche Wirkung zu erzielen, ist ein Schwefelgehalt von nicht weniger als 0,04 Gew.-%, ein Bleigehalt von nicht weniger als 0,05 Gew.-% oder ein Calciumgehalt von nicht weniger als 0,0005 Gew.-% notwendig. Ein Schwefelgehalt von mehr als 0,12 Gew.-%, ein Bleigehalt von mehr als 0,30 Gew.-% oder ein Calciumgehalt von mehr als 0,01 Gew.-% verbessern diese Wirkung nicht mehr, die Zähigkeit des Stahls verschlechtert sich aber.

Ti: 0,0005 bis 0,030 Gew.-%; Nb: 0,01 bis 0,30 Gew.-%

Titan und Niob scheiden beide als Carbonnitride im Stahl aus und verankern die Austenit-Korngrenzen. Die Wirkung ist stärker als bei Aluminium- oder Vanadium-Nitriden. Folglich sind Titan und Niob wirksam für eine Verbesserung der Zähigkeit einsetzbar. Ein solcher Effekt wird nicht mit einem Titangehalt von weniger als 0,005 Gew.-% oder einem Niobgehalt von weniger als 0,01 Gew.-% erhalten. Der Effekt vergrößert sich aber auch nicht bei einem Titangehalt von mehr als 0,030 Gew.-% oder einem Niobgehalt von mehr als 0,30 Gew.-%, so daß lediglich höhere Legierungskosten entstehen.

$\%Al/27 < \%N/14$

Wie bereits ausgeführt, bildet Titan Nitride, um Austenit-Korngrenzen zu verankern und der Verankerungseffekt ist stärker als der bei Aluminium-Nitriden. Da aber Aluminium eine stärkere Affinität zu Stickstoff aufweist, geht Aluminium vor Titan eine Verbindung mit Stickstoff ein, wenn sowohl Titan als auch Aluminium vorliegen. Somit muß, um einen ausreichenden Verankerungseffekt von Titan-Nitriden zu erzielen, der Stickstoffgehalt groß genug im Vergleich zum Aluminiumgehalt sein, was durch die obengenannte Formel wiedergegeben wird.

$\%Ti/\%N < 1,4$

Der Verankerungseffekt von Titan-Nitriden (TiN) ist am wirkungsvollsten, wenn die Ausscheidung von Titan-Nitriden sehr fein ist. Die Durchschnittsgröße von Titan-Nitriden ist von dem Verhältnis des Ti-Gehaltes zum N-Gehalt im Stahl abhängig und die obige Formel ist eine notwendige Bedingung, um sehr feine Titan-Nitride zu erhalten.

Stähle nach der vorliegenden Erfindung wurden mit Vergleichsstählen und herkömmlichen Stählen getestet, deren chemische Zusammensetzungen in Tabelle 1 aufgelistet sind. Von den Beispielen 1 bis 27 der vorliegenden

DE 41 24 704 A1

Erfindung gehören die Stähle 1 bis 4 zur ersten Ausführungsform, die Stähle 5 bis 9 zur zweiten Ausführungsform, die Stähle 10 bis 12 zur dritten Ausführungsform, die Stähle 13 bis 18 zur vierten Ausführungsform, die Stähle 19 bis 22 zur fünften Ausführungsform und die Stähle 23 bis 27 zur sechsten Ausführungsform. Die Stähle 28 bis 34 sind Vergleichsstähle und die Stähle 35 und 36 sind herkömmliche Stähle, wobei der Stahl 35 ein unvergüteter Stahl des Ferrit-Perlit-Typs und der Stahl 36 ein JIS-S45C-Stahl ist.

Die Tabelle 1 zeigt ebenfalls Werte von $\%Mo + \%V$ und Bs ($= 830 - 270 \times \%C - 90 \times \%Mn - 70 \times \%Cr - 83 \times \%Mo$) und die Ergebnisse der Formeln ("Y" gibt an, daß die Formel erfüllt wird und "N" gibt an daß sie nicht erfüllt wird):

$$1,8 \times \%Mn + \%Cr + 0,5 \times \%Mo \leq 20 \times \%C \quad (1)$$

$$\%Al/27 < \%N/14 \quad (2)$$

$$\%Ti/\%N < 1,4 \quad (3)$$

Die Ergebnisse der Formeln 2 und 3 sind nur für Stähle angegeben, die Titan enthalten und kein Niob enthalten.

Alle Stähle außer Stahl 36 sind warmgewalzte Stahlstäbe mit einem Durchmesser von 60 mm. Die Stabstähle wurden auf 1250°C erhitzt, bei 1150°C zu Stabstählen mit einem Durchmesser von 30 mm warmverformt (warmgewalzt) und anschließend durch natürliche Abkühlung auf Raumtemperatur gebracht. Im Falle des Stahles 36 (JIS-S45C) wurde ein warmgewalzter Stabstahl von 30 mm Durchmesser auf 880°C erhitzt, in Öl abgeschreckt und bei 580°C angelassen.

Die so erhaltenen Proben wurden mikroskopisch auf ihre Mikrostruktur (F = Ferrit, B = Bainit, P = Perlit), auf ihre Bainitnadelgröße und auf den Betrag von M-A hin untersucht. Ferner wurden ihre mechanischen Eigenschaften getestet, wie 0,2-Grenze (Streckgrenze, bestimmt durch bleibende Dehnung von 0,2%), Zugfestigkeit, Streckgrenzenverhältnis, Dauerfestigkeitsverhältnis, Kerbzähigkeit und Bearbeitbarkeit.

Die Bainitnadelgröße wurde in einem mikroskopischen Meßfeld einer Vergrößerung von $\times 1000$ bestimmt durch die Länge parallel zur Probenlänge. Der Durchschnitt von Messungen in 100 Meßfeldern wurde als repräsentativer Wert des Stahles angenommen.

Die Menge an M-A wurde durch das Punkt-Zählverfahren gemessen, indem ein Rasterelektronen-Mikroskop mit der Vergrößerung von $\times 5000$ verwendet wurde. Der Durchschnitt von 100 Feldmessungen wurde als repräsentativer Wert angenommen.

Die Zugspannung und 0,2-Grenze werden mit dem JIS-No. 4 Standard Zugprüfstück (Durchmesser: 14 mm, Meßlänge: 50 mm) gemessen. Die Belastungsgeschwindigkeit des Zugversuchs betrug 1 mm/min. Die Kerbzähigkeit wurde mit dem JIS-No. 3 (2 mm Charpy-Kerbprobe) Standard Schlagprobestück gemessen.

Das Dauerfestigkeitsverhältnis ist das Verhältnis der Dauerschwingfestigkeit zur Zugfestigkeit. Der Dauerfestigkeitstest wurde auf dem Ono-Rotationsprüfgerät für die Dauerschwingfestigkeitsprüfung ausgeführt und die Dauerschwingfestigkeit als die maximale Wechselbelastung bei 10^7 Drehungen bestimmt.

Die Bearbeitbarkeit wurde durch die Bohrtiefe bestimmt, die durch einen Standardbohrer bei einer Standardbohrbedingung erreicht wurde. Der Standardbohrer war ein Bohrer mit einem Zylinderschaftdurchmesser von 5 mm, hergestellt aus JIS-SKH51, und die Standardbohrbedingung war:

Bohrgeschwindigkeit mit 1710 Umdrehungen/min. keine Schmierung und Axialbelastung von 75 daN (kgf). Die Bearbeitbarkeit eines Probestahls ist durch eine Index-Nummer wiedergegeben, wobei der herkömmliche Stahl 36 die Nummer 100 hat.

Die Testergebnisse sind in Tabelle 2 aufgelistet. Wie in Tabelle 2 gezeigt ist, hat jeder der Vergleichsstäbe 28 bis 34 eine etwas geringere Qualität als die Stähle 1 bis 27 der Beispiele der vorliegenden Erfindung.

Der Vergleichsstahl 28, dessen Kohlenstoffgehalt höher ist als die in der vorliegenden Erfindung angegebene Obergrenze, weist eine geringere Kerbzähigkeit und einen geringeren Bearbeitungsindex auf.

Die Vergleichsstähle 29 und 30, die einen geringeren Gehalt an Mn oder Cr enthalten, als in der vorliegenden Erfindung angeführt, bekommen eine zu große Härtebarkeit und erzeugen eine große Menge an M-R. Da sie nicht die Formel 1 und die Bedingung $Bs \geq 550^\circ C$ erfüllen, haben sie ein geringes Streckgrenzen- und Dauerfestigkeitsverhältnis.

Dem Vergleichsstahl 31, der einen geringeren Mo-Gehalt und einen geringeren ($\%Mo + \%V$) Wert als in der vorliegenden Erfindung angegeben enthält, mangelt es an einer ausreichenden Zugfestigkeit, weil die Bainitumwandlung nicht vollendet ist, und stellenweise Perlit erzeugt worden ist. Ferner sind das Streckgrenzen- und Dauerfestigkeitsverhältnis und die Kerbfestigkeit des Stahles 31 jeweils niedriger als bei den Stählen der erfindungsgemäßen Beispiele, weil die chemische Zusammensetzung nicht der Formel 1 genügt, und ein größerer Betrag an M-A sowie größere Bainitnadeln erzeugt werden.

Der Vergleichsstahl 32, der einen geringeren Vanadiumgehalt als in der vorliegenden Erfindung angeführt enthält, weist größere Bainitnadeln auf, und somit ein geringeres Dauerfestigkeitsverhältnis und eine geringere Kerbzähigkeit als die Stähle der erfindungsgemäßen Beispiele.

Der Gehalt jeder der Vergleichsstähle 33 und 34 fällt in den der vorliegenden Erfindung angeführten Bereich, aber die Formel 1 wird im Stahl 33 nicht erfüllt und die Bedingung $Bs \geq 550^\circ C$ wird im Stahl 34 nicht erfüllt. Somit haben beide Stähle 33 und 34 ein geringeres Streckgrenzenverhältnis und ein geringeres Dauerfestigkeitsverhältnis als die Beispiele der vorliegenden Erfindung.

Der herkömmliche unvergütete Stahl 35 des Ferrit-Perlit-Typs weist ein geringeres Streckgrenzenverhältnis, ein geringeres Dauerfestigkeitsverhältnis und eine geringere Kerbzähigkeit auf und der herkömmliche wärmebehandelte Stahl 36 (JIS-S45C) zeigt ebenfalls ein geringeres Streckgrenzenverhältnis, und eine geringere

Kerbzähigkeit, weil die vollständige Wärmebehandlung unmöglich ist, aufgrund des Mangels an Härbarkeit.

Die Stähle 1 bis 27 der Beispiele der vorliegenden Erfindung haben alle im Gegensatz dazu eine kleine Bainitnadelgröße und einen geringen Betrag an M—A (geringer als 1%).

Alle Stähle der erfindungsgemäßen Beispiele haben folgende mechanische Eigenschaften: 0,2-Grenze nicht weniger als 54 daN/mm² (kgf/mm²), Zugfestigkeit nicht weniger als 75 daN/mm² (kgf/mm²), Streckgrenzenverhältnis von nicht weniger als 0,71, Dauerfestigkeitsverhältnis von nicht weniger als 0,51 und Kerbzähigkeit von nicht weniger als 16 daN · m/cm² (kgf m/cm²). Diese mechanische Eigenschaften sind besser als die eines vollständig wärmebehandelten Kohlenstoffstahls.

Die Stähle der Beispiele, die zur zweiten, vierten und sechsten Ausführungsform der vorliegenden Erfindung gehören, zeigen eine bessere Bearbeitbarkeit als die Stähle der Beispiele, die zu der ersten, dritten und fünften Ausführungsform der vorliegenden Erfindung gehören, ohne die oben beschriebenen mechanischen Eigenschaften wegen der Hinzufügung von die Bearbeitbarkeit verbessernden Elementen zu verlieren.

Im folgenden wird der Einfluß der Verformbedingung auf die mechanischen Eigenschaften einiger der Stähle der Beispiele (Stähle 3, 6, 11, 13, 19 und 23) und eines herkömmlichen Stahls (Stahl 35) beschrieben. Stabstähle mit einem Durchmesser von 60 mm wurden unter drei unterschiedlichen Bedingungen, wie unter aufgeführt, zu 30 mm Stabstählen verformt:

- (A) Erhitzen auf 1150°C und Verformen bei 1050°C
- (B) Erhitzen auf 1250°C und Verformen bei 1150°C
- (C) Erhitzen auf 1350°C und Verformen bei 1250°C.

Die verformten Stahlstäbe wurden in natürlicher Weise auf Raumtemperatur abgekühlt. Ein JIS-No. 4 Standardzugprüfstück und ein JIS-No. 3 Standardschlagteststück wurden aus den verformten Stahlstäben herausgeschnitten und die Zugfestigkeit, die 0,2-Grenze und die Kerbfestigkeit an den Proben gemessen. Die Testergebnisse und das berechnete Streckgrenzenverhältnis (0,2-Grenze/Zugfestigkeit) sind in Tabelle 3 aufgelistet.

Tabelle 3 zeigt, daß in dem herkömmlichen unvergüteten Stahl 35 des Ferrit-Perlit-Typs die Zugfestigkeit und die 0,2%-Grenze beachtlich anwächst, und die Kerbzähigkeit scharf abfällt, wenn die Erhitzungs- und Verformungstemperatur ansteigt. Im Gegensatz dazu sind die mechanischen Eigenschaften der Stähle der Beispiele der vorliegenden Erfindung sehr stabil, unabhängig von der Verformungsbedingung. Sie entwickeln ausgezeichnete mechanische Eigenschaften bei allen untersuchten Erhitzungs- oder Verformungstemperaturen.

Anschließend wurde der Einfluß der Größe der verformten Gegenstände auf die mechanischen Eigenschaften studiert. Da die Veränderung in der Größe des verformten Gegenstands der Veränderung in der Abkühlgeschwindigkeit nach dem Verformungsvorgang entspricht, wenn auf natürliche Weise gekühlt wird, kann das Ergebnis auch als auf den Einfluß der Kühlgeschwindigkeit zurückgehend angesehen werden. Stabstähle mit Durchmessern von 200, 120 und 60 mm der Stähle 3, 6, 11, 13, 19, 23 und 35 wurden auf 1250°C erhitzt und jeweils in Stabstähle mit einem Durchmesser von 100, 60 und 30 mm verformt. Die verformten Stabstähle wurden auf natürliche Weise auf Raumtemperatur abgekühlt. Die durchschnittliche Abkühlgeschwindigkeit des größten 100 mm Stabstahls (d. h. die langsamste Kühlgeschwindigkeit) zwischen 800 und 650°C betrug etwa 10°C/min und die des kleinsten 30 mm Stabstahls (d. h. die höchste Abkühlgeschwindigkeit) zwischen 800 und 650°C betrug etwa 40°C/min. Die Zugfestigkeit, die 0,2-Grenze und die Kerbzähigkeit wurden mit dem JIS-No. 4 Standardzugprüfstück und dem JIS-No. 3 Standardschlagteststück, die aus der Mitte der umgeformten Stabstähle herausgeschnitten wurden, gemessen. Die gemessenen Werte und das berechnete Streckgrenzenverhältnis sind in Tabelle 4 aufgelistet.

Wie Tabelle 4 zeigt, sind die mechanischen Eigenschaften der Beispielstähle 3, 6, 11, 13, 19 und 23 der vorliegenden Erfindung stabil, unabhängig von der Veränderung in der Kühlgeschwindigkeit nach dem Verformungsvorgang (d. h. der Größe der verformten Gegenstände), während die Zugfestigkeit, die 0,2-Grenze und die Kerbzähigkeit des herkömmlichen Stahls 35 (unvergüteter Stahl des Ferrit-Perlit-Typs) abfällt, wenn sich die Kühlgeschwindigkeit verringert (d. h. wenn die Größe der verformten Gegenstände größer wird). Tabelle 4 umfaßt Daten des herkömmlichen Stahls 36 (JIS-S45C Kohlenstoffstahl) bei dem Teststücke aus einem auf 880°C aufgeheizten, in Öl abgeschreckten und bei 580°C ausgelassenen Stabstahls von 100 mm Durchmesser entnommen wurden. Die Daten zeigen deutlich, daß eine vollständige Härtung durch Wärmebehandlung für einen Stab mit solch großem Durchmesser (Durchmesser 100) unmöglich ist, und die mechanischen Eigenschaften sind folglich schlecht.

Zusammengefaßt zeigen die Stähle der Beispiele der vorliegenden Erfindung ausgezeichnete mechanische Eigenschaften auch bei einer großzügigen Steuerung der Verformungs- und Kühlbedingungen. Folglich kann der unvergütete Stahl der vorliegenden Erfindung in Fahrgestellteilen von Kraftfahrzeugen und hydraulischen Teilen von Baumaschinen verwendet werden und spart dabei eine Menge Energie durch Vermeidung einer energieverbrauchenden Wärmebehandlung nach dem Verformungsvorgang.

Tabelle I

Nr.	Chemische Zusammensetzung (Gew.-%)	Mo + V															For- mel(1)	For- mel(2)	For- mel(3)	Bs (°C)
		C	Si	Mn	Cr	Mo	Al	V	N	Ti	Nb	S	Pb	Ca	Mo + V					
1	Erste Aus- führungsform	0.12	0.28	1.05	0.34	0.18	0.028	0.33	0.0145						0.51	Y	-	-	664	
2		0.18	0.25	1.28	0.65	0.08	0.022	0.18	0.0122						0.26	Y	-	-	614	
3		0.21	0.26	1.50	0.55	0.21	0.018	0.08	0.0160						0.29	Y	-	-	582	
4		0.27	0.18	1.63	0.70	0.09	0.015	0.21	0.0092						0.30	Y	-	-	554	
5	Zweite Aus- führungsform	0.17	0.14	1.38	0.33	0.20	0.027	0.15	0.0128		0.058				0.35	Y	-	-	620	
6		0.13	0.25	1.01	0.41	0.10	0.025	0.16	0.0093			0.19			0.26	Y	-	-	667	
7		0.25	0.19	1.53	0.82	0.07	0.030	0.20	0.0155				0.008		0.27	Y	-	-	562	
8		0.22	0.24	0.85	0.64	0.19	0.016	0.06	0.0153		0.102	0.24			0.25	Y	-	-	634	
9	Dritte Aus- führungsform	0.15	0.24	1.20	0.33	0.20	0.028	0.16	0.0164		0.055	0.10			0.36	Y	-	-	642	
10			0.26	0.48	0.82	1.32	0.11	0.032	0.14	0.0151	0.008				0.25	Y	N	Y	584	
11		0.16	0.09	1.18	0.45	0.33	0.025	0.15	0.0183		0.05				0.48	Y	-	-	622	
12		0.20	0.20	1.25	0.53	0.16	0.028	0.08	0.0148	0.022	0.19				0.24	Y	-	-	613	
13	Vierte Aus- führungsform	0.28	0.10	1.81	0.32	0.18	0.033	0.10	0.0148	0.010					0.28	Y	N	Y	554	
14		0.11	0.40	0.92	0.41	0.25	0.019	0.29	0.0108		0.08	0.18			0.54	Y	-	-	668	
15		0.21	0.19	1.29	0.77	0.23	0.027	0.08	0.0112	0.007	0.04	0.18			0.31	Y	-	-	584	
16		0.22	0.08	1.47	0.55	0.19	0.022	0.17	0.0157		0.12	0.050			0.36	Y	-	-	584	
17		0.16	0.38	0.90	1.01	0.45	0.008	0.07	0.0179	0.008	0.06	0.049	0.08		0.52	Y	-	-	598	
18		0.18	0.09	1.71	0.38	0.17	0.025	0.15	0.0144	0.015	0.05	0.098	0.09		0.32	Y	-	-	587	
19	Fünfte Aus- führungsform	0.17	0.26	0.98	1.35	0.45	0.025	0.29	0.0154	0.016					0.74	Y	Y	Y	564	
20		0.19	0.23	1.34	0.68	0.06	0.018	0.15	0.0133	0.008					0.21	Y	Y	Y	606	
21		0.22	0.24	1.55	0.49	0.22	0.024	0.07	0.0162	0.021					0.29	Y	Y	Y	579	
22		0.27	0.17	1.69	0.60	0.08	0.012	0.19	0.0095	0.012					0.27	Y	Y	Y	556	
23	Sechste Aus- führungsform	0.29	0.48	0.83	1.28	0.14	0.005	0.12	0.0083	0.010					0.26	Y	Y	Y	576	
24		0.14	0.10	1.18	0.39	0.33	0.024	0.16	0.0145	0.017		0.22			0.49	Y	Y	Y	631	
25		0.24	0.20	1.40	0.94	0.07	0.034	0.43	0.0189	0.025			0.007		0.50	Y	Y	Y	568	
26		0.20	0.30	1.06	1.13	0.18	0.014	0.32	0.0110	0.014		0.105	0.13		0.50	Y	Y	Y	587	
27	Vergleichs- stähle	0.15	0.25	0.95	0.74	0.25	0.030	0.22	0.0169	0.023		0.063	0.06		0.47	Y	Y	Y	631	
28		0.35	0.15	1.50	0.43	0.22	0.028	0.08	0.0136						0.30	Y	-	-	552	
29		0.21	0.24	2.10	0.71	0.08	0.031	0.12	0.0088						0.20	N	-	-	528	
30		0.14	0.22	1.24	1.63	0.25	0.015	0.11	0.0093						0.36	N	-	-	546	
31	Herkömmliche Stähle	0.17	0.21	1.88	0.38	0.02	0.033	0.06	0.0165						0.08	N	-	-	587	
32		0.16	0.39	1.52	0.32	0.18	0.022	0.01	0.0143						0.19	Y	-	-	613	
33		0.12	0.14	1.80	0.75	0.21	0.031	0.08	0.0144						0.30	N	-	-	566	
34		0.28	0.18	1.58	1.02	0.35	0.029	0.12	0.0098						0.47	Y	-	-	512	
35		0.29	0.26	1.25	0.28	0.01	0.033	0.12	0.0138						0.01	Y	-	-	619	
36		0.44	0.23	0.76	0.12	0.01	0.028	0.12	0.0083						0.01	Y	-	-	634	

Tabelle 2

	Nr.	Mikrostruktur	Bainit (Nadelgröße) (μm)	M-A Gehalt (%)	0,2-Grenze (daN/mm^2)	Zugfestigkeit (daN/mm^2)	Streckgrenzen- verhältnis (%)	Dauerfestig- keitsverhältnis (%)	Kerbzähigkeit ($\text{daN} \cdot \text{m/cm}^2$)	Bearbeit- barkeit Index
Erste Ausführungsform	1	F + B	8	0,5	54,6	75,8	0,72	0,52	21,3	118
	2	F + B	16	0	57,6	77,9	0,74	0,53	19,5	109
	3	F + B	15	0	59,6	79,5	0,75	0,53	19,3	100
	4	B	15	1,0	61,5	85,4	0,72	0,51	16,8	103
Zweite Ausführungsform	5	F + B	14	0	56,4	77,2	0,73	0,53	18,4	158
	6	F + B	15	0	55,9	75,6	0,74	0,53	19,0	164
	7	B	15	0,5	58,3	81,0	0,72	0,52	18,7	150
	8	F + B	15	0	57,5	78,7	0,73	0,52	20,6	188
	9	F + B	13	0	57,9	77,2	0,75	0,54	19,0	203
Dritte Ausführungsform	10	F + B	17	0	64,1	84,3	0,76	0,54	23,8	102
	11	B	11	0	59,9	76,8	0,78	0,55	25,5	112
	12	B	16	0	61,7	78,1	0,79	0,56	28,1	105
Vierte Ausführungsform	13	B	14	1,0	61,3	86,3	0,71	0,51	20,1	141
	14	B	9	0	57,4	75,5	0,76	0,53	21,0	187
	15	B	12	0,5	60,5	78,6	0,77	0,54	22,2	176
	16	B	12	0,5	58,7	79,3	0,74	0,53	21,9	191
	17	B	10	0	58,5	77,0	0,76	0,54	20,3	199
	18	B	11	1,0	58,6	78,1	0,75	0,53	20,7	215
Fünfte Ausführungsform	19	B	7	0,5	62,4	82,0	0,76	0,52	24,2	106
	20	F + B	15	0	58,7	76,8	0,76	0,52	24,8	118
	21	F + B	13	0	61,8	78,4	0,79	0,54	25,4	108
	22	F + B	14	0	64,1	82,5	0,78	0,52	23,9	100
Sechste Ausführungsform	23	F + B	14	0	60,0	79,1	0,76	0,53	24,3	151
	24	F + B	10	0	61,1	77,2	0,79	0,53	25,5	163
	25	F + B	9	0	62,6	79,3	0,79	0,51	24,7	142
	26	B	9	0	60,2	77,1	0,78	0,52	25,0	185
	27	F + B	10	0	58,4	75,7	0,77	0,51	26,1	204
Vergleichsstähle	28	B	18	0,5	68,0	93,2	0,73	0,51	3,5	87
	29	B	17	18,0	58,4	91,2	0,64	0,45	17,2	91
	30	B	12	13,0	51,9	79,9	0,65	0,46	18,4	105
	31	F + P + B	42	11,0	46,9	72,1	0,65	0,47	14,4	125
	32	F + B	51	0,5	53,4	75,2	0,71	0,48	8,6	112
	33	B	12	8,5	51,9	77,4	0,67	0,48	16,8	104
	34	B	10	1,0	62,1	94,1	0,66	0,46	15,6	89
Herkömmliche Stähle	35	F + B	-	0	55,9	81,0	0,69	0,47	8,0	104
	36	unvollständig gehärtet	-	0	53,9	79,3	0,68	0,48	14,5	100

DE 41 24 704 A1

Tabelle 3

	Nr.	*1	Zugfestigkeit (daN/mm ²)	0,2-Grenze (daN/mm ²)	Streckgrenzen- verhältnis	Kerbzähigkeit (daN · m/cm ²)	
Erste Ausführungsform	3	A	79,5	59,5	0,75	18,6	5
		B	79,5	59,6	0,75	19,3	
		C	79,6	59,7	0,75	19,2	
Zweite Ausführungsform	6	A	75,6	55,9	0,74	18,3	10
		B	75,6	55,9	0,74	19,0	
		C	75,6	56,0	0,74	18,2	
Dritte Ausführungsform	11	A	76,8	60,1	0,78	25,3	
		B	76,8	59,9	0,78	25,5	15
		C	77,0	60,0	0,78	25,2	
Vierte Ausführungsform	13	A	85,7	61,2	0,71	19,8	
		B	86,3	61,3	0,71	20,1	
		C	86,5	61,5	0,71	19,9	20
Fünfte Ausführungsform	19	A	81,7	62,3	0,76	24,5	
		B	82,0	62,4	0,76	24,2	
		C	81,9	62,3	0,76	24,7	
Sechste Ausführungsform	23	A	79,5	60,4	0,76	24,6	
		B	79,1	60,0	0,76	24,3	25
		C	79,2	60,3	0,76	24,4	
Herkömmliche Stähle	35	A	76,0	50,6	0,67	12,4	
		B	81,0	55,9	0,69	8,0	
		C	84,8	59,4	0,70	1,9	30

*1: Verformungsbedingung

A: Erhitzen auf 1150°C. Verformen bei 1050°C.

B: Erhitzen auf 1250°C. Verformen bei 1150°C.

C: Erhitzen auf 1350°C. Verformen bei 1250°C.

DE 41 24 704 A1

Tabelle 4

	Nr.	*2	Zugfestigkeit (daN/mm ²)	0,2-Grenze (daN/mm ²)	Streckgrenzen-Kerbzähigkeit verhältnis	(daN · m/cm ²)	
5							
	Erste Ausführungsform	3	D	79,6	59,6	0,75	19,3
			E	79,6	59,6	0,75	19,1
			F	79,2	59,4	0,75	19,1
10	Zweite Ausführungsform	6	D	75,6	55,9	0,74	19,0
			E	75,2	55,8	0,74	18,4
			F	75,1	55,7	0,74	18,3
	Dritte Ausführungsform	11	D	76,8	59,9	0,78	25,5
15			E	76,5	59,8	0,78	25,3
			F	76,5	59,8	0,78	25,2
	Vierte Ausführungsform	13	D	86,3	61,3	0,71	20,1
			E	86,0	61,1	0,71	19,7
20			F	85,6	61,1	0,71	20,1
	Fünfte Ausführungsform	19	D	82,0	62,4	0,76	24,2
			E	81,8	62,4	0,76	24,6
			F	81,7	62,3	0,76	24,5
25	Sechste Ausführungsform	23	D	79,1	60,0	0,76	24,3
			E	79,2	60,4	0,76	24,1
			F	79,3	60,3	0,76	24,2
	Herkömmliche Stähle	35	D	81,0	55,9	0,69	8,0
			E	78,5	54,1	0,69	5,1
30			F	73,0	49,4	0,68	2,1
		36	F	69,9	47,8	0,68	12,7

*2: Bearbeiteter Stabdurchmesser.
D: Stabdurchmesser Ø 30 mm.
E: Stabdurchmesser Ø 60 mm.
F: Stabdurchmesser Ø 100 mm

35

Patentansprüche

- 40 1. Warmverformter, unvergüteter Stahl im wesentlichen bestehend jeweils in Gew.-% aus:
0,10 bis 0,30% C,
0,05 bis 0,50% Si,
0,80 bis 2,00% Mn,
0,30 bis 1,50% Cr,
45 0,05 bis 0,50% Mo,
0,002 bis 0,060% Al,
0,05 bis 0,50% V,
0,008 bis 0,020% N,
Rest Fe und unvermeidbare Verunreinigungen, wobei
50 % Mo + % V \geq 0,20 (%),
 $1,8 \times \% \text{ Mn} + \% \text{ Cr} + 0,5 \times \% \text{ Mo} \leq 20 \times \% \text{ C}$, und
 $\text{Bs} \geq 550 (^{\circ}\text{C})$, ferner
 $\text{Bs} = 830 - 270 \times \% \text{ C} - 90 \times \% \text{ Mn} - 70 \times \% \text{ Cr} - 83 \times \% \text{ Mo}$,
ist.
- 55 2. Stahl nach Anspruch 1, ferner gekennzeichnet durch zumindest ein Element in Gew.-% aus der Gruppe
0,04 bis 0,12% S;
0,05 bis 0,30% Pb, und
0,0005 bis 0,01% Ca.
- 60 3. Stahl nach Anspruch 1 oder 2, gekennzeichnet durch zumindest eines der Elemente in Gew.-% aus der Gruppe
0,005 bis 0,030% Ti, und
0,01 bis 0,30% Nb.
- 65 4. Unvergüteter Stahl im wesentlichen bestehend jeweils in Gew.-% aus
0,10 bis 0,30% C,
0,05 bis 0,50% Si,
0,80 bis 2,00% Mn,
0,30 bis 1,50% Cr,
0,05 bis 0,50% Mo,

DE 41 24 704 A1

0,002 bis 0,060% Al, 0,05 bis 0,50% V, 0,0005 bis 0,030% Ti 0,008 bis 0,020% N, Rest Fe und unvermeidbare Verunreinigungen, wobei % Mo + % V \geq 0,20 (%), 1,8 x % Mn + % Cr + 0,5 x % Mo \leq 20 x % C, und Bs \geq 550 (°C), ferner Bs = 830 - 270 x C % - 90 x Mn % - 70 x Cr % - 83 x Mo %, <div>% Al/27 < % n/14, und</div> <div>% Ti/%N < 1,4,</div> <div>ist.</div>	5
5. Stahl nach Anspruch 5, gekennzeichnet durch zumindest ein Element in Gew.-% aus der Gruppe von 0,04 bis 0,12% S, 0,05 bis 0,30% Pb, und 0,0005 bis 0,01% Ca.	15
6. Warmverformter, unvergüteter Stahl im wesentlichen bestehend jeweils in Gew.-% aus, 0,10 bis 0,28% C, 0,05 bis 0,50% Si, 0,80 bis 2,00% Mn, 0,35 bis 0,50% Cr, 0,08 bis 0,50% Mo, 0,002 bis 0,060% Al, 0,05 bis 0,50% V, 0,008 bis 0,020% N, Rest Fe und unvermeidbare Verunreinigungen, wobei % Mo + % V \geq 0,20 (%), 1,8 x % Mn + % Cr + 0,5 x % Mo \leq 20 x % C, und Bs \geq 550 (°C), ferner Bs = 830 - 270 x C % - 90 x Mn % - 70 x Cr % - 83 x Mo %, <div>ist.</div>	20
7. Stahl nach Anspruch 6, gekennzeichnet durch zumindest ein Element in Gew.-% aus der Gruppe von 0,04 bis 0,12% S, 0,05 bis 0,30% Pb, und 0,0005 bis 0,01% Ca.	25
8. Stahl nach Anspruch 6 oder 7, ferner gekennzeichnet durch eines der oder beider Elemente in Gew.-% von 0,005 bis 0,030% Ti, und 0,01 bis 0,30% Nb.	30
	35
	40
	45
	50
	55
	60
	65